بررسی بافت و رفتار سیلان گرم یک فولاد میکروآلیاژی در اثر نرم شدن استاتیکی در طی تغییرشکل گرم*

مصطفی منصوری نژاد[۱] بهمن میرزاخانی[۲]

چکیده

در این تحقیق، تاثیر پارامترهای ترمومکانیکی، تحولات متالورژیکی و بافت کریستالی بر رفتار سیلان گرم یک فولاد میکروآلیاژی مورد استفاده در لوله‌های انتقال گاز بررسی شده است. بدین منظور، آزمایشهای مختلف فشار گرم در محدوده دمایی۸۵۰– ۹۵۰ درجه سانتیگراد و تحت مقادیر مختلف کرنش، نرخ کرنش و زمان نگهداری پس از تغییرشکل، انجام شد. ریزساختار و بافت کریستالی نمونه‌های تغییرشکل یافته نیز به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی و تفرق الکترونهای برگشتی بررسی شد. نتایج نشان داد که دما و میزان کرنش در نرم شدن جزئی یا کامل نمونه‌ها نقش اساسی داشته و تشکیل رسوبات عناصر میکروآلیاژی در طی آنیل، این مساله را تحت تاثیر قرار می‌دهد.

واژه‌های کلیدی نرم شدن استاتیکی، آستنیت، فولاد میکروآلیاژی، رهایی تنش

Study of Texture and Warm Flow Stress of a Microalloyed Steel Due to Static Softening During Hot Deformation

M. Mansourinejad B. Mirzakhani

Abstract

In this paper, the influences of metallurgical phenomena and texture in addition to the thermomechanical parameters on the warm flow stress of austenite in a gas line-pipe microalloyed steel have been investigated. Warm compression tests were carried out in the temperature range of 850 to 950˚C under various amounts of strain, strain rates and holding times. The microstructure and texture of the samples were then investigated by scanning electron microscopy and electron back scatter diffraction technique. The results indicated that deformation temperature and strain via strain induce precipitation of microalloying elements during annealing impose the fraction of recrystallization in the material.

Key Words Static Softening; Austenite; Microalloyed Steel; Stress Relaxation.

---

* نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۶/۱/۱۶ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹۶/۸/۲۲ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده مسئول: مربی، گروه مهندسی مواد و متالورژی – دانشکده فنی و مهندسی– دانشگاه آزاد اسلامی واحد دزفول.
Email: mansourinejad@gmail.com

(۲)استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی – دانشکده فنی و مهندسی– دانشگاه اراک

DOI: 10.22067/ma.v0i29.63535

مقدمه

امروزه در سراسر جهان جهت بهبود خواص مکانیکی فلزات و آلیاژها از فرآیند ترمومکانیکی استفاده می‌شود. با این عملیات بدون نیاز به آلیاژسازی، خواص مکانیکی فولادهای میکروآلیاژی به طور قابل ملاحظه‌ای بهبود می‌یابد. در این عملیات تغییر شکل پلاستیک و استحاله فاز به صورت پشت سر هم به گونه ای طرح ریزی می شوند که با یکدیگر وارد عمل شده و ریزساختاری با بهترین خواص ایجاد نماید[1].

در طی عملیات ترمومکانیکی فولادهای میکروآلیاژی، تغییرشکل پلاستیک معمولا در فاز آستنیت انجام می‌شود. در نتیجه ماده کارسخت شده و عیوب کریستالی از جمله نابجایی‌ها در ساختار افزایش می‌یابد. در نتیجه انرژی آزاد ماده بالا می‌رود. همزمان با کارسخت شدن ماده در حین تغییرشکل پلاستیک، فرآیندهای نرم شدن آن در درجه حرارت‌های بالا که شامل بازیابی و تبلورمجدد می‌شود، فعال شده و موجب کاهش انرژی داخلی آستنیت می‌گردد. رقابت دو پدیده کارسختی و کارنرمی میزان تنش سیلان ماده را تعیین می‌کند. چنانچه بازیابی و تبلورمجدد در حین تغییرشکل انجام شود به آنها بازیابی و تبلورمجدد دینامیکی و درصورتیکه بعد از اتمام تغییرشکل انجام شود به آنها بازیابی و تبلورمجدد استاتیکی گفته می‌شود[2].

آزمایش رهایی تنش یک روش بسیار مفید در بررسی تحولات ریزساختاری پس از تغییرشکل گرم بخصوص بررسی بازیابی و تبلورمجدد استاتیکی می‌باشد[3-6]. اسمیت و همکارانش [4] بازیابی استاتیکی فریت یک فولاد ساده کربنی را به کمک آزمایش رهایی تنش مورد بررسی قرار دادند.

پاندیت و همکارانش [4] سینتیک رسوب‌گذاری را در چند فولاد میکروآلیاژی حاوی تیتانیوم، وانادیوم و نایوبیوم آزمایش رهایی تنش مقایسه نمودند. آنها متوجه شدند که رسوبات پیچیده هر سه عنصر سبب بروز تخت شوندگی در منحنی‌های رهایی تنش می‌شوند. سرعت تبلورمجدد در یک فولاد میکروآلیاژی حاوی نایوبیوم و فولاد ساده کربنی پس از تغییرشکل گرم توسط ژانگ و همکارانش [5] مطالعه گردید. نتایج آنها نشان می‌دهد که افزایش میزان عنصر نایوبیم محلول، به شدت انرژی فعال تبلورمجدد استاتیکی را بالا می‌برد. اورانگا و همکارانش [6] از آزمایش فشار کرنش صفحه‌ای یک و دو مرحله‌ای برای مطالعه سینتیک تبلورمجدد استاتیکی استفاده نمودند. آنها نتایج حاصل از این روش را با دیگر روش‌های تغییرشکل گرم مثل پیچش گرم مقایسه نمودند.

تجربه نشان می‌دهد که مکانیک سیلان یک فلز در حال تغییر شکل، به شدت از تحولات ریزساختاری ماده که به طور پیوسته رخ می دهند، تاثیر می‌پذیرد. در تغییرشکل گرم، دو پدیده متالورژیکی مهم یعنی بازیابی و تبلورمجدد در کنار ترکیب شیمیایی و پارامترهای ترمومکانیکی شامل کرنش، نرخ کرنش و دما به طور مشخص بر تنش سیلان ماده تاثیر می‌گذارند. مطالعه نرم شدن آستنیت فولاد در تغییرشکل گرم در طراحی برنامه نورد یا آهنگری کنترل شده فولادهای میکروآلیاژی نقش مهمی دارد. به همین جهت هدف این مقاله بررسی تاثیر بازیابی و تبلورمجدد استاتیکی و اثر رسوبات عناصر میکروآلیاژی در کنار پارامترهای ترمومکانیکی بر رفتار سیلان گرم فولاد میکروآلیاژی حاوی تیتانیوم، وانادیوم و نایوبیوم است.

روش انجام تحقیق

ترکیب شیمیایی فولاد میکروآلیاژی مورد استفاده در تحقیق حاضر، که در صنایع نفت و گاز نیز کاربرد فراوانی دارد، در جدول (۱) آورده شده است. تجزیه شیمیایی توسط دستگاه طیف سنجی نشر نور انجام گرفت. این فولاد حاوی هر سه عنصر میکروآلیاژی تیتانیوم، وانادیوم و نایوبیوم می‌باشد.

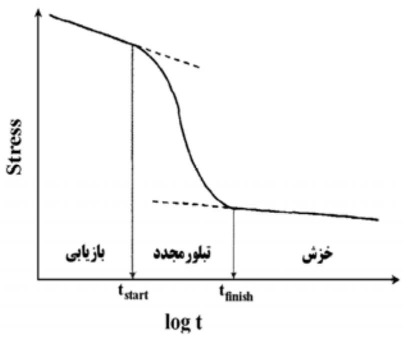
جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولاد میکروآلیاژی مورد استفاده (درصد وزنی)

C	S	P	Si	Mn	Nb	Ti	V	N	Fe
۰/۰۹	۰/۰۰۹	۰/۰۰۷	۰/۳۲	۱/۵۵	۰/۰۳	۰/۰۱	۰/۰٤	۰/۰۰۲	مابقی

رفتار رهایی تنش فولاد مورد بررسی، با استفاده از آزمایش فشار گرم و به کمک دستگاه شبیه‌ساز ترمومکانیکی Gleeble 1500 بررسی شد. در این دستگاه نمونه‌ها به وسیله سیستم مقاومتی فرکانس پایین گرم شده و کنترل دما توسط سیم ترموکوپل نوعK که به نمونه جوش داده شده است، انجام می‌گیرد. همچنین در طول آزمایش با دمش گاز آرگون از اکسیداسیون نمونه‌ها ممانعت به عمل آمد. نمونه‌های استوانه‌ای به قطر ۱۰ و ارتفاع ۱۲ میلیمتر از یک صفحه فولادی و در جهت نورد تهیه شد. کوچک بودن اندازه نمونه‌ها سبب شد که گرادیان دمایی ناچیزی داخل نمونه‌ها ایجاد شود. خمیری از نیکل و گرافیت به عنوان روانکار برای جلوگیری از بشکه‌ای شدن نمونه‌ها به کار برده شد.

آزمایش رهایی تنش در واقع یک آزمایش خزش تحت شرایط تنش ناپایدار است. در این آزمایش نمونه در یک دمای بالاتر از نصف دمای ذوب ماده، با سرعت مشخص و به میزان معینی تحت کرنش قرار گرفته و در طول زمان کرنش اعمالی ثابت نگاه داشته می‌شود و تغییرات تنش ثبت می‌گردد. در شروع رهایی تنش، تنش به طور خطی با لگاریتم زمان کاهش می‌یابد؛ تا اینکه در ماده تبلورمجدد اتفاق می‌افتد (شکل (۱)). در نتیجه در بخش دوم منحنی رهایی تنش، افت ناگهانی تنش دیده می‌شود. تغییر شیب مجدد منحنی تنش- لگاریتم زمان، بیانگر خاتمه نرم شدن سریع است. در ادامه آزمایش، به سبب خزش یا رشد دانه، تغییرات تنش دوباره به صورت خطی و حالت پایدار می‌رسد.

برای انجام آزمایشات فشار گرم، ابتدا نمونه‌ها با سرعت ۱۰ درجه بر ثانیه تا دمای۱۲۰۰ درجه سانتیگراد حرارت داده شده و در این دما به مدت ۵ دقیقه پیشگرم می‌شدند. سپس با سرعت ۱ درجه بر ثانیه تا دمای تغییرشکل مورد نظر (دماهای۱۰۰۰، ۹۵۰، ۹۰۰ و ۸۵۰ درجه سانتیگراد) سرد شده و برای پایدار شدن دما ۳ دقیقه نگه داشته شدند. در ادامه، نمونه‌ها با کرنش‌های ۰/۰٤، ۰/۱، ۰/۲۵ و ۰/٤ و سرعت‌های کرنش ۰/۱ و ۰/۵ برثانیه فشرده شدند. در حین آزمایش، رهایی تنش با زمان ثبت شد و در پایان، نمونه‌ها به کمک پاشش آب با سرعت بیش از ۲۰۰ درجه بر ثانیه کوئنچ شدند تا مورد مطالعه ریزساختاری قرار گیرند.در این تحقیق، مشاهده ریزساختار و بافت کریستالی نمونه‌های تغییرشکل یافته، به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنالیز تفرق الکترونهای برگشتی (EBSD) توسط میکروسکوپ JEOL JSM 6500F انجام گرفت.

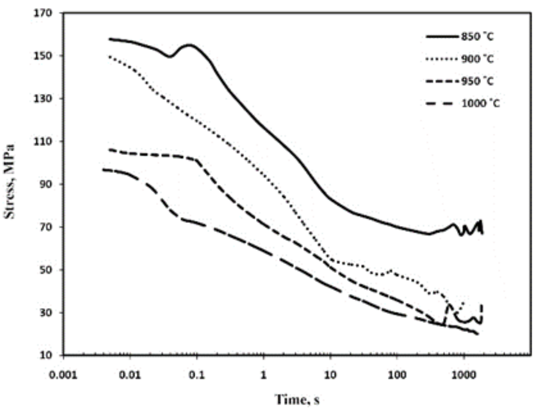


شکل ۱ منحنی رهایی تنش: دو بخش خطی و نرم شدن سریع بین آنها در اثر تبلورمجدد[2]

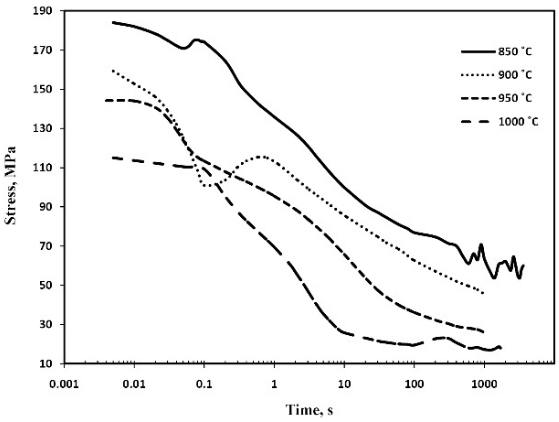
نتایج و بحث

در تولید فولادهای میکروآلیاژی کنترل شرایط تغییر شکل و آگاهی از تحولات ریزساختاری در مراحل مختلف شکل‌دهی، جهت دستیابی به ریزساختار و درنتیجه خواص مکانیکی مطلوب، ضروری است. شکل (۲) منحنی‌های رهایی تنش بدست آمده از آزمایش فشار گرم در دماهای مختلف را نشان می‌دهد. در شروع رهایی تنش، تنش به طور خطی با لگاریتم زمان به دلیل کاهش چگالی نابجاییها و بازیابی ماده با شیب کمی کاهش می یابد. در بخش دوم منحنی رهایی تنش طبق نمودارهای شکل (۲)، به دلیل تبلورمجدد، افت ناگهانی تنش دیده می‌شود. تغییر شیب مجدد منحنی تنش- لگاریتم زمان، بیانگر خاتمه نرم شدن سریع است. در ادامه آزمایش، به سبب خزش یا رشد دانه، تغییرات تنش همان‌گونه که در منحنی‌های دماهای تغییرشکل گرم ۱۰۰۰ و ۹۵۰ درجه سانتیگراد در شکل (۲) دیده می‌شود، دوباره به صورت خطی و حالت پایدار می‌رسد. همانطور که در نمودارهای

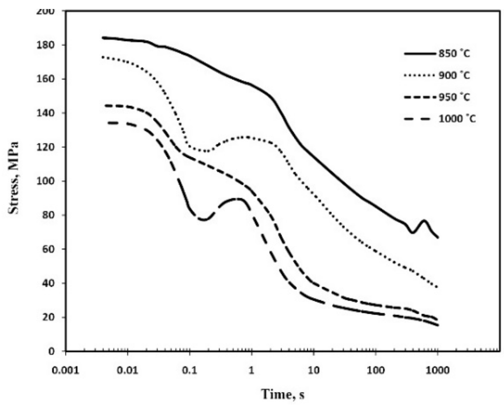
شکل (۲) مشاهده می‌شود، با افزایش دمای فشار گرم، سرعت نرم شدن استاتیکی زیاد شده بطوریکه در دماهای تغییرشکل گرم ۱۰۰۰ و ۹۵۰ درجه سانتیگراد، تبلورمجدد برای کرنش اعمالی ۰/٤، در زمانهای خیلی کوتاه (حدود ۲۰ ثانیه) تکمیل می‌شود. زیرا تبلورمجدد یک پدیده کنترل شونده توسط نفوذ است و نفوذ با بالارفتن دما تسریع می‌شود در نتیجه تبلورمجدد در زمان‌های کوتاه تری تکمیل می‌شود. تاثیر کرنش بر تنش سیلان و سینتیک نرم شدن استاتیکی فولاد در دو دمای ۹۵۰ و ۸۵۰ درجه سانتیگراد در شکل (۳) نمایش داده شده است. با اعمال کرنش ۰/۰٤ به دلیل ناکافی بودن مقدار تغییرشکل پلاستیک و در نتیجه نیروی محرکه کم، در نمونه‌ها تنها بازیابی اتفاق می‌افتد. همان‌گونه که مقادیر تنش در پایان تغییرشکل و یا شروع آنیل نشان می‌دهد، با افزایش کرنش پلاستیک تنش سیلان به دلیل کارسختی ماده زیاد شده است. در نتیجه میزان انرژی ذخیره شده در ساختار نیز بالاتر است. در فولادهای ساده کربنی با اعمال کرنش پلاستیک بیشتر، زمان لازم برای انجام ۵۰٪ تبلورمجدد و زمان نهفتگی تبلورمجدد کاهش می‌یابد[۷ و ۸].



(الف)



(ب)



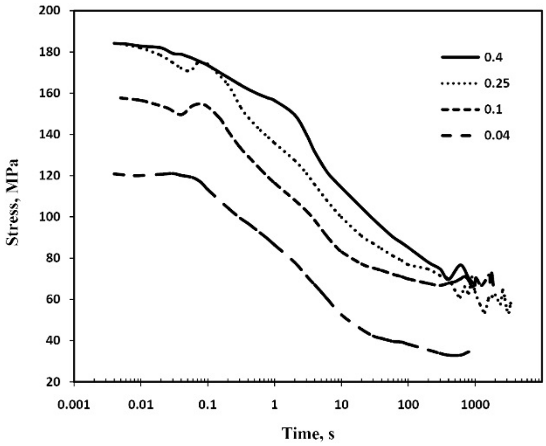
(ج)

شکل ۲ منحنی‌های رهایی تنش در دماهای ۱۰۰۰، ۹۵۰، ۹۰۰ و ۸۵۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۵ بر ثانیه الف) کرنش ۰/۱؛ ب) کرنش ۰/۲۵ ؛ ج) کرنش ۰/٤

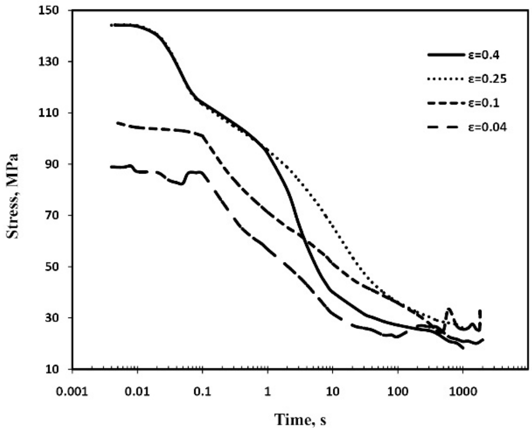
درحالیکه در فولادهای میکروآلیاژی، تشکیل رسوبات کاربیدی، نیتریدی و یا کربونیتریدی عناصر میکروآلیاژی در طی تغییرشکل گرم یا پس از آن سینتیک و پیشروی تبلورمجدد را تحت تاثیر قرار می‌دهد. در این حالت در منحنی‌های رهایی تنش طبق شکل (۲) و (۳) تخت‌شوندگی اتفاق می‌افتد؛ بطوریکه در طول آنیل برای مدت زمان مشخصی تنش سیلان ثابت و یا در برخی موارد افزایش می‌یابد. تخت شوندگی منحنی رهایی تنش فولادهای میکروآلیاژی در مراجع دیگر[9-14] نیز گزارش شده است. این اتفاق منجر به توقف یا کند شدن سینتیک تبلورمجدد و درنتیجه افزایش کرنش ذخیره شده و انرژی داخلی ماده می‌شود. مطالعات میکروسکوپ الکترونی عبوری نشان می‌دهد که در محدوده زمانی ناحیه تخت شوندگی، رسوبات القاء شده در اثر کرنش عناصر میکروآلیاژی تبلورمجدد را به تاخیر می‌اندازند[9-14]. در نتیجه تنش سیلان ثابت باقی مانده و یا افزایش می‌یابد. با افزایش کرنش تغییرشکل، به دلیل زیاد شدن مکان‌های مرجح جوانه‌زنی کاربیدها و نیتریدهای عناصر میکروآلیاژی، رسوب گذاری بر تبلورمجدد پیشی گرفته و همانطور که در منحنی‌های شکل (۳) ملاحظه می‌شود، تخت شوندگی در زمان‌های کوتاه‌تر آنیل در منحنی ظاهر می‌شود. به عبارت دیگر، با بالا رفتن چگالی نابجایی‌ها، سرعت جوانه‌زنی رسوبات نیز زیاد شده و اثر آنها بر تبلورمجدد شدیدتر می‌شود. از طرف دیگر با افزایش چگالی نابجایی‌ها، به دلیل افزایش سرعت نفوذ، رشد رسوبات نیز تسریع گشته و اثر آنها در تعویق تبلورمجدد سریعتر کاهش می‌یابد. در واقع رسوباتی در توقف تبلورمجدد موثرند که اندازه آنها بسیار ریز باشد. با گذشت زمان آنیل رسوبات درشت شده و کارآیی آنها در کنترل تبلورمجدد کم می‌شود. درنتیجه منحنی تنش سیلان در پایان تخت شوندگی مجددا سیر نزولی پیدا می‌کند. این مطلب به خوبی در تصاویر شکل (۳-الف) برای کرنش ۰/٤ و شکل (۳- ب) برای کرنش ۰/۲۵ و ۰/٤ دیده می‌شود، به طوری‌که تخت شوندگی در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد در محدوده زمانی ۳- ۰/۵ ثانیه و در دمای ۹۵۰ درجه سانتیگراد در بازه زمانی ۲- ۰/۱ ثانیه اتفاق می‌افتد. لازم به ذکر است که در تحقیق دیگر انجام شده توسط نویسندگان این مقاله، دماها و ترکیب شیمایی رسوبات کاربیدی، نیتریدی و کاربونیتریدی عناصر میکروآلیاژی حاضر در فولاد مورد بررسی قرار گرفت که تخت شوندگی مشاهده شده در منحنی‌های رهایی تنش نتایج حاضر، منطبق با نتایج گزارش شده با آن تحقیق می‌باشد[15].

شکل (٤) تاثیر سرعت کرنش را بر رفتار نرم شدن و تنش سیلان فولاد بعد از تغییرشکل گرم در دماهای ۹۰۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد نشان می‌دهد. از تصاویر شکل (٤) مشخص است که سرعت کرنش تنها بر بخش ابتدایی منحنی‌های رهایی تنش اثر می‌گذارد. به بیان دیگر بعد از اولین افت تنش و توقف تبلورمجدد، (به دلیل رسوب‌گذاری القاء شده در اثر کرنش) نرخ کرنش تغییری در سینتیک نرم شدن استاتیکی ایجاد نمی‌کند و ادامه روند منحنی‌های رهایی تنش در سرعت‌های تغییرشکل مختلف یکسان است.

در واقع با زیاد شدن سرعت کرنش، انرژی کرنشی داخلی زیاد می‌شود. زیرا در سرعت‌های کرنش بالاتر، بازیابی دینامیکی در داخل ماده کمتر صورت گرفته و درنتیجه چگالی نابجایی‌های درون ساختار تغییرشکل داده شده بیشتر است. بنابراین، همانطورکه در منحنی مربوط به سرعت کرنش ۰/۵ برثانیه در شکل (٤) دیده می‌شود، در ابتدایی آنیل تنش به صورت ناگهانی افت می‌کند. همچنین در هردو دمای تغییرشکل و نرخ کرنش، رسوبات القاء شده در اثر کرنش، در بازه زمانی مختلف آنیل اتفاق می‌افتد که نشان از تفاوت انرژی داخلی دو ساختار دارد.



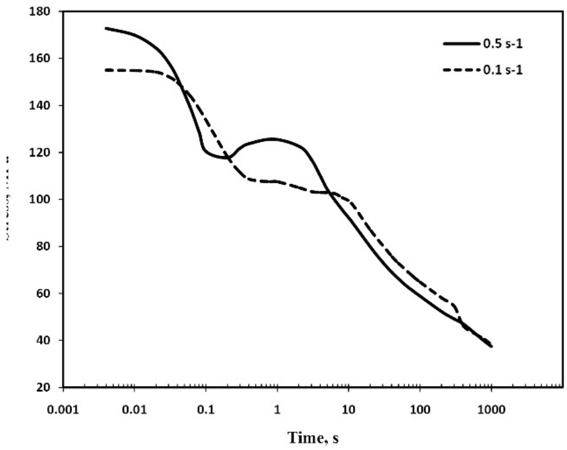
(الف)



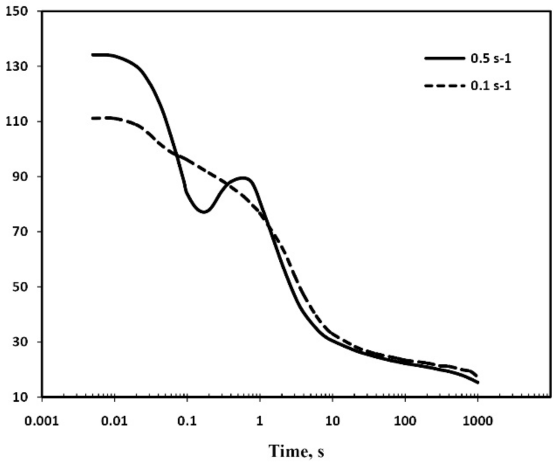
(ب)

شکل ۳ منحنی‌های رهایی تنش پس از اعمال کرنش‌های ۰/۰٤، ۰/۱، ۰/۲۵ و ۰/٤ با نرخ کرنش ۰/۵ برثانیه در دماهای الف) ۸۵۰ درجه سانتیگراد؛ ب) ۹۵۰ درجه سانتیگراد

شکل (۵) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنالیز تفرق الکترونهای برگشتی نمونه‌های فشرده شده در دماها و کرنش‌های مختلف را نشان می‌دهد. جهت بررسی ریزساختار و بافت کریستالی، نمونه‌ها بلافاصله پس از تغییرشکل گرم در شرایط موردنظر با پاشش آب کوئنچ شدند. در شکل (۵-الف و ب) به ترتیب تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و تصویر بافت کریستالی بدست آمده به کمک آنالیز تفرق الکترونهای برگشتی مربوط به نمونه فشرده شده در دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد، به میزان کرنش ۰/۱ و نرخ کرنش ۰/۵ بر ثانیه و پس از گذشت ۱۰ ثانیه آنیل نمایش داده شده است. در شکل (۵- ج و د) نیز همین تصاویر برای نمونه تغییرشکل داده شده در دمای ۹۵۰ درجه سانتیگراد، کرنش ۰/٤ و نرخ کرنش ۰/۵ بر ثانیه و پس از گذشت ۱۰ ثانیه آنیل ارایه شده است. هر دو نمونه در دمای محیط ساختار بینیتی با بافت BCC دارند.



(الف)



(ب)

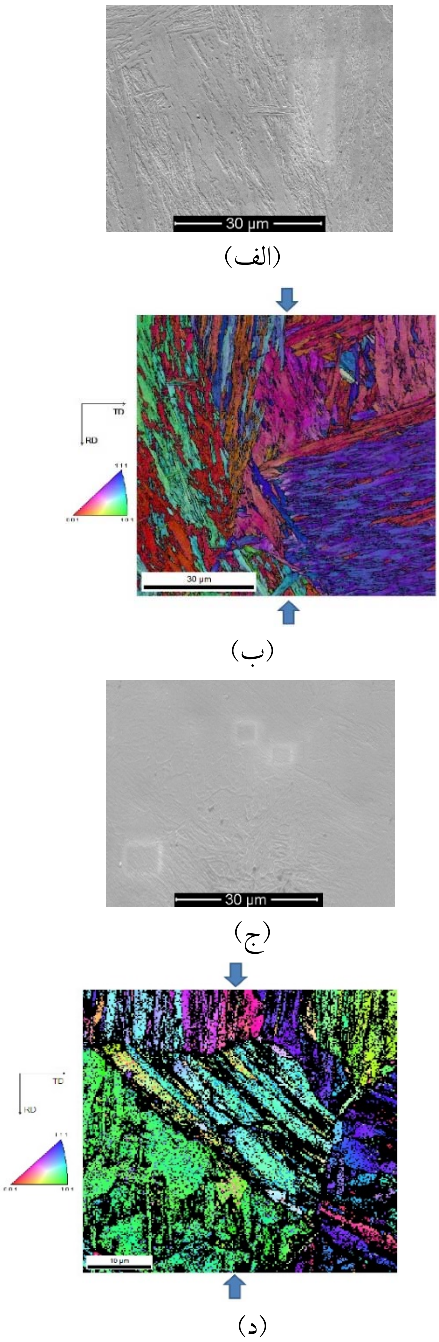
شکل ٤ منحنی‌های رهایی تنش در دو نرخ کرنش ۰/۱ و ۰/۵ بر ثانیه و کرنش ثابت ۰/٤ و دماهای الف) ۹۰۰ درجه سانتیگراد؛ ب) ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد

نقشه شکل قطبی معکوس نشان می‌دهد که بخش عمده و خیلی جزئی فاز بینیتی در ریزساختار به ترتیب نمونه شکل (۵- الف و ب) و شکل(۵- ج و د)، از فاز

آستنیت تغییرشکل یافته با جهت‌یابی مس و یا برنج بوجود آمده است. چنین بافتی نشان دهنده این است که بینیت بوجود آمده از آستنیت تغییرشکل یافته است نه از آستنیت تبلورمجدد یافته. در صورتیکه بافت نوع گوس (Goss) که از آستنیت اولیه با ساختار مکعبی بوجود آمده است معرف نوع بافت تبلورمجدد است و در نمونه مربوط به شکل (۵- ب) کمتر ولی در نمونه مربوط به شکل (۵- د) سهم بیشتری دارد. به عبارت دیگر مقایسه تصاویر آنالیز تفرق الکترونهای برگشتی دو نمونه در شکل (۵) نشان دهنده این است که نمونه تغییرشکل داده شده در دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد و کرنش ۰/۱ تبلورمجدد جزئی شده است؛ درصورتیکه نمونه فشرده شده در دمای ۹۵۰ درجه سانتیگراد و کرنش ۰/٤ تقریبا بطور کامل تبلورمجدد یافته است. زیرا میزان کرنش اعمالی و دمای تغییرشکل این نمونه بیشتر بوده است. نتایج بافت کریستالی تایید کننده منحنی‌های رهایی تنش این دو نمونه در شکل‌های (۲- الف) و (۳- ب) می‌باشد. همانطور که از شکل (۲- الف) مشخص است، منحنی رهایی تنش نمونه تغییرشکل داده شده در دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد و کرنش ۰/۱ تا ۱۰ ثانیه افت اولیه را داشته ولی از زمان ۱۰ ثانیه به بعد به دلیل تشکیل رسوبات و تخت شوندگی تبلورمجدد متوقف شده است. بنابراین این نمونه پس از گذشت ۱۰ ثانیه آنیل، همانطور که در تشریح تصویر آنالیز تفرق الکترونهای برگشتی آن ذکر گردید، دچار تبلور مجدد جزئی شده است. این در حالی است که در منحنی رهایی تنش مربوط به نمونه فشرده شده در دمای ۹۵۰ درجه سانتیگراد و کرنش ۰/٤ در شکل (۳- ب) در مدت زمان ۱۰ ثانیه افت اولیه تنش، تخت شوندگی و افت مجدد تنش اتفاق افتاده است و این یعنی تقریبا تبلورمجدد کامل.

نتیجه گیری

از بررسی تاثیر نرم شدن استاتیکی بر تنش سیلان و بافت کریستالی فولاد میکروآلیاژی حاوی تیتانیوم، وانادیوم و نایوبیوم نتایج کلی زیر حاصل شد:



شکل ۵ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنالیز تفرق الکترونهای برگشتی نمونه‌های فشرده شده در الف و ب) دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد، کرنش ۰/۱ و نرخ کرنش ۰/۵ برثانیه و ج و د) دمای ۹۵۰ درجه سانتیگراد، کرنش ۰/٤ و نرخ کرنش ۰/۵ برثانیه پس از ۱۰ ثانیه آنیل

۱- بلافاصله بعد از تغییرشکل گرم فولاد در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد رسوب‌گذاری منجر به تاخیر تبلورمجدد شده و لذا برای نرم شدن فولاد به زمان-های طولانی‌تر آنیل نیاز است. در دماهای بالاتر ابتدا تبلورمجدد آعاز شده و سپس تشکیل رسوبات تبلورمجدد را به تاخیر می‌اندازد.

۲- سرعت تغییرشکل بر بخش ابتدایی منحنی‌های رهایی تنش اثر و یا به عبارت دیگر بر انرژی داخلی ماده قبل از شروع آنیل اثر می‌گذارد. بطوریکه بعد از اولین افت تنش و توقف تبلورمجدد به دلیل رسوب-گذاری القاء شده در اثر کرنش، سینتیک نرم شدن استاتیکی ورفتار رهایی تنش فولاد در نرخ کرنش-های مختلف یکسان است.

۳- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌های مورد بررسی بیانگر این است که ریزساختار فولاد کوئنچ شده در دمای محیط بینیتی است. تصاویر بافت کریستالی نیز گویای این است که فاز بینیت در نمونه‌های تغییرشکل داده شده با کرنش‌ها و دماهای پایین (نظیر نمونه تغییرشکل داده شده در دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد و کرنش ۰/۱) از آستنیتی تغییرشکل یافته بوجود آمده است. در صورتیکه در دماهای بالاتر فشار گرم و کرنش‌های بیشتر(مثلا نمونه تغییرشکل داده شده در دمای ۹۵۰ درجه سانتیگراد و کرنش ۰/٤) فاز بینیت عمدتا از آستنیت تبلورمجدد یافته ایجاد شده است.

٤- بررسی نقشه شکل قطبی معکوس بدست آمده از آنالیز آنالیز تفرق الکترونهای برگشتی نمونه‌ها به خوبی تایید کننده منحنی‌های رهایی تنش و وقوع تخت شوندگی در این منحنی‌ها می‌باشد.

تقدیر و تشکر

نویسندگان این مقاله از معاونت پژوهش و فناوری دانشگاه آزاد اسلامی واحد دزفول جهت پشتیبانی مالی این پژوهش که در راستای طرح پژوهشی شماره ۳۳۰ بوده است، تشکر و قدردانی می‌نمایند.

مراجع

1. Hodgson P.D., Barnett M.R., "The Thermomechanical processing of steels-current and future trends", *Proceedings of the 8th International Conference on Metal Forming, Krakow, Poland*, pp. 21-28, (2000).
2. Humphreys F.J., Hatherly M., "Recrystallization and related annealing phenomena", Second ed., Oxford, Elsevier, (2004).
3. Sakai T., Jonas J.J., "Overview no. 35 dynamic recrystallization: mechanical and microstructural considerations", *Acta Metallurgica*, Vol. 32, No.2, pp.189-209, (1984).
4. McQueen H.J., "Initiating nucleation of dynamic recrystallization, primarily in polycrystals", *Materials Science and Engineering*, Vol. 101A, pp. 149-160, (1988).
5. Titto K., Fitzsimons G., Deardo A.J., "The effect of dynamic precipitation and recrystallization on the hot flow behavior of a Nb-V microalloyed steel", *Acta Metallurgica*, Vol. 31, No. 8, pp. 1159-1168, (1983).
6. Sellars C.M., Davies G.J., "Hot working and forming processes", London, Metals Society, (1980).
7. Gómez M., Medina S.F., Quispe A., Valles P., "Static recrystallization and induced precipitation in a low

Nb microalloyed steel", *ISIJ International*, Vol. 42, No. 4, pp. 423–431, (2002).

8. Honeycombe R.W.K., "The plastic deformation of metals", Second ed., Edward Arnold, Maryland, (1984).
9. Kwon O., DeArdo A.J., "Interactions between recrystallization and precipitation in hot-deformed microalloyed steels", *Acta Metallurgical and Materialia*, Vol. 39, No. 4, pp. 529-538, (1991).
10. Andrade H.L., Akben M.G., Jonas J.J., "Effect of molybdenum, niobium, and vanadium on static recovery and recrystallization and solute strengthening in microalloyed steels", *Metallurgical Transaction A*., Vol. 14, pp. 1967-1977, (1983).
11. Medina S.F., Mancilla J.E., "Static steels recrystallization at temperatures modeling below of the hot deformed microalloyed critical temperature", *ISIJ International*, Vol. 36, No. 8, pp. 1070-1083, (1996).
12. Medina S.F., Mancilla J.E.,"Determination of static recrystallization critical temperature of austenite in microalloyed steels", *ISIJ International*, Vol. 33, No. 12, pp. 1257-1264, (1993).
13. Medina S.F., Quispe A., "Improved model for static recrystallization kinetics of hot deformed austenite in low alloy and Nb/V microalloyed steels", *ISIJ International*, Vol. 41, No. 7, pp. 774–781, (2001).
14. Lee K.J., "Recrystallization and precipitation interaction in Nb containing steels", *Scripta Materialia*, Vol. 40, No. 7, pp. 837-843, (1999).
15. Mirzakhani B., Arabi H., Salehi M.T.S., Seyedein H., Aboutalebi M.R., Khoddam S., Sietsma J.,"Computer aided optimization of specimen geometry of hot torsion test to minimize microstructure non-homogeneity and temperature gradient before deformation", *Iranian Journal of Materials Science & Engineering*, Vol. 6, No. 3, pp. 35-43, (2009).